Über die Gusstextur von Metallen und Legierungen

Inaugural - Dissertation

zur

Erlangung der Doktorwürde

genehmigt von

der

hohen Philosophischen

Fakultät

der

Friedrich Wilhelms-Universität zu Berlin

von

Foster Cary Nix

aus Sanford Alabama
(U. S. A.)

Tag der Promotion: 27. September 1929 Tag der mündlichen Prüfung: 20. Juni 1929

Referenten: Prof. Dr. Bodenstein

Geh.-Rat Haber

R. UNIV.
BIBLIOTHEEK
LEIDEN

Sonderabdruck aus der „Zeitschrift für Metallkunde“, Heft 9/1929

Über die Gußtextur von Metallen und Legierungen

I. Bedeutung der Textur für die physikalischen, chemischen und technologischen Eigenschaften

II. Verfahren zur Bestimmung der Textur
1. Form von Druckfiguren
2. Form der Ätzgruben
3. Intensität des reflektierten Lichtes
4. Zähligkeit der Intensitätsunterschiede reflektierten Lichtes
5. Röntgenographische Texturbestimmung

III. Durchführung der Versuche zur Ermittlung der Gußtextur
1. Herstellung der Gußproben
2. Ermittlung der Textur

IV. Ergebnisse
1. Einphasige Systeme
a) Kubisch raumzentrierte Metalle (β-Messing, α-(δ)-Eisen-Silizium)
b) Kubisch flächenzentrierte Metalle (Al, Cu, Ag, Au, Pb, α-Ms)
c) Tetragonale Metalle (Sn)
d) Hexagonale Metalle (Zn, Cd, Mg)
e) Rhomboedr. Metalle (Bi)
2. Binäre Eutektika (Al-Si; Cd-Zn)

V. Zur Entstehung des Gußgefüges

VI. Zusammenfassung

Über die Gußtextur von Metallen und Legierungen

Von FOSTER CARY NIX, Berlin - Dahlem

Anisotropie der Kristalle bedingt die große Bedeutung geregelter Texturen in Metallen. Methoden zur Bestimmung von Kristallitanordnungen. Röntgenographische Ermittlung der Gußtextur einer Reihe von Metallen und Legierungen. Anisotrope Wachstumsgeschwindigkeit als Ursache der Ausbildung geregelter Gußtexturen

I. Bedeutung der Textur für die physikalischen, chemischen und technologischen Eigenschaften

In den letzten Jahren wurden von verschiedenen Seiten Verfahren zur Herstellung von Metallkristallen angegeben[1]). Man ist seither in der Lage, die physikalischen und chemischen Eigenschaften der Metalle, die vorher nur als Mittelwerte am gewöhnlich vorliegenden Vielkristall ermittelt werden konnten, am isolierten Einkristall studieren zu können. Insbesondere kann so auch die Abhängigkeit der verschiedenen Eigenschaften von der Richtung im Kristall bestimmt werden. Aus den zahlreichen, heute schon vorliegenden Arbeiten geht hervor, daß diese Orientierungsabhängigkeit bisweilen sehr stark zu Tage tritt[2]).

Zu Folge dieses Umstandes kommt der Ausbildung geordneter Texturen in Metallen, wie sie z. B. bei plastischer Deformation oder häufig im Gußzustand beobachtet werden, große Bedeutung für das physikalisch-chemische Verhalten zu.

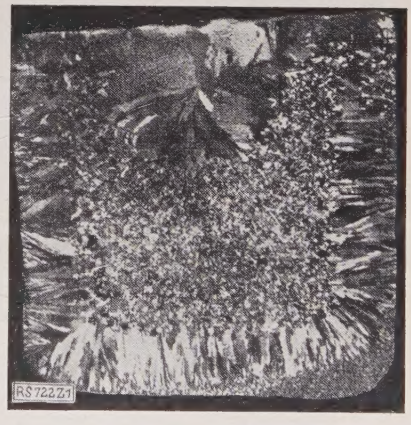

Abb. 1. Cu-Barren, Kokillenguß ½ nat. Größe

An das typische Gußgefüge, wie man es häufig bei Verwendung von Kokillenguß antrifft, sei an Hand von Abb. 1 erinnert. Das Bild stellt den geätzten Querschnitt eines Kupferbarrens dar. Auf eine den Kokillenwänden anliegende Zone feiner Keimkristalle folgt eine Schicht parallel gelagerter, strahliger Körner, deren Längs-

[1]) Eine Darstellung der verschiedenen Verfahren findet sich z. B. bei J. A. M. v. Liempt, Americ. Inst. Min. Met. Eng. Publ. Bd. 15 (1927)

[2]) Rein physikalische Eigenschaften, elastische Konstanten, Ausdehnungskoeffizient, spez. Widerstand usw. wurden insbesondere von E. Grüneisen und E. Goens (Phys. Ztschr. Bd. 24 (1923) S. 506, Z. f. Phys. Bd. 26 (1924) S. 235, Bd. 26 (1924) S. 250 und P. W. Bridgman (Proc. Americ. Acad. of Sc. Bd. 60 (1925) S. 305) untersucht. Eine Übersicht über die zahlreichen Arbeiten, die die plastischen Eigenschaften, Dehnbarkeit, Streckgrenze, Zerreißfestigkeit betreffen, findet sich bei M. Polanyi, Naturwiss. Bd. 16 (1928) S. 295 und E. Schmid, Metallwirtschaft Bd. 7 (1928) S. 1011

Abb. 2a bis 2g. Gußgefüge einphasiger Systeme (2× vergr.)

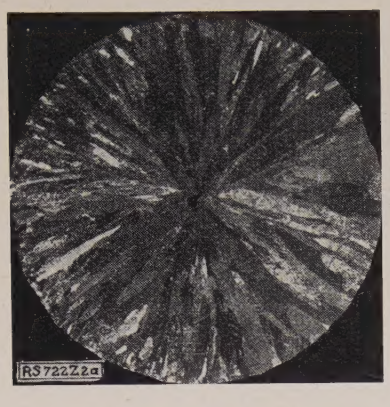

Abb. 2a. α (δ)-Fe-Si

Abb. 2b. Cu

Abb. 2f. Mg

Abb. 2c. Pb

Abb. 2 d. α-Ms

Abb. 2e. Sn

Abb. 2g. Bi

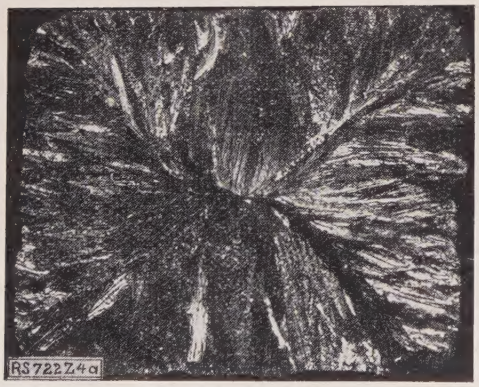

Abb. 4a. Al

Abb. 4a bis 4f. Beispiele der Gefügeentwicklung durch Warmbruch (2× vergr.)

Abb. 4b. Cu

Abb. 4 c. α-Ms

Abb. 4 d. Sn

Abb. 4 e. Zn

Abb. 4 f. Cd

richtung senkrecht zur Abkühlungsfläche steht. Im Innern folgt dann in der Regel wieder eine Schicht kleinerer, ungefähr gleichachsiger Kristalle. Die Abweichung von der Regellosigkeit in den Kristallagen ist insbesondere in den strahligen Randzonen zu erwarten; ihre Textur wird nachfolgend als Gußtextur bezeichnet.

Die Ausbildung der strahligen Randzonen erweist sich vor allem wegen der ungünstigen Lage der Korngrenzen auch für die technische Weiterverarbeitung der Gußstücke (Walzen, Ziehen usw.) von großer Bedeutung. Grobstrahliges Material neigt hierbei erheblich mehr zur Rißbildung als Material mit gleichmäßigem, feinem Korn[3]). Es ist daher überraschend, daß über die kristallographische Charakterisierung solcher Gußtexturen unsere Kenntnisse heute noch sehr spärlich sind. Lediglich für Aluminium, Kupfer, Eisen und Zink liegen Angaben vor. Bei den drei erstgenannten Metallen liegt eine [100]-Richtung parallel der Längsrichtung der strahligen Randkristalle (einfache Fasertextur[4]), beim Zink liegt die hexagonale Achse quer dazu (Ringfasertextur[5]).

II. Verfahren zur Bestimmung der Textur

Unter den Verfahren zur Bestimmung von Kristallitanordnungen hat sich das röntgenographische als das brauchbarste erwiesen. In Sonderfällen können jedoch auch andere, erheblich einfachere Verfahren zum Ziele führen, die wir zunächst kurz anführen wollen. Die Bestimmung der Textur erfolgt nach ihnen an Schnittflächen, die senkrecht zur Faserrichtung in dem Metall gelegt sind. Im Falle einfacher Fasertextur (alle Körner liegen mit einer bestimmten, kristallographischen Richtung einander parallel) finden sich dann bei allen Körnern kristallographisch identische Ebenen in der Schnittfläche. Die Bestimmung der Natur dieser Kristallfläche, deren Lot die Faserachse darstellt, kann auf folgende Arten durchgeführt werden.

1. Form von Druckfiguren, die auf plastischer Deformation (Translation oder mechanischer Zwillingsbildung) in den Einzelkörpern beruhen[6])
2. Form der Ätzgruben, die zu Folge der Anisotropie der Lösungsgeschwindigkeit entstehen.

Abgesehen davon, daß diese Arten der Bestimmung die Untersuchung einer großen Zahl von Körnern erfordert, um einigermaßen verläßliche Ergebnisse zu liefern, versagen sie, wenn die zur Faserachse senkrechte Ebene keine ganz einfache kristallographische Fläche mehr ist. Hier kann jedoch ein Verfahren angewendet werden, das auf J. Czochralski[7]) und P. W. Bridgman[8]) zurückgehend, die Intensitätsmaxima des zurückgeworfenen Lichtes zur Erkennung der Fläche heranzieht.

3. Intensität zurückgeworfenen Lichtes

Die Bestimmung erfolgt derart, daß die zu untersuchende, geätzte Fläche mit parallelem Licht beleuchtet und sodann die Lage der Intensitätshöchstwerte des zurückgeworfenen Lichtes ermittelt wird. Die Fixierung dieser Lagen geschieht besonders einfach mit Hilfe der Bridgman-Kugel[9]). Stets ergeben sich die Richtungen maximaler Reflexion (durch ihre gegenseitigen Winkel) als niedrig indizierte Kristallrichtungen, mit deren Hilfe die Orientierung der Schlifffläche leicht durchgeführt werden kann.

4. Zähligkeit der Intensitätsunterschiede zurückgeworfenen Lichtes

Die Intensität des zurückgeworfenen Lichtes benutzt ferner auch die von G. Tammann angegebene Schimmermethode[10]), bei der es jedoch nicht auf das absolute Helligkeitsmaximum, sondern auf die Zahl der Wechsel zwischen Hell und Dunkel bei Drehung der Probe um 360° ankommt. Die Kenntnis der Gesetzmäßigkeit des Ätzangriffes ist notwendig für die Anwendung dieses Verfahrens.

Bei sehr kleinem Korn und, wie bereits erwähnt, vor allem bei verwickelteren Texturen (Spiralfaser-, Ringfasertextur) erwachsen allen diesen Verfahren sehr erhebliche Schwierigkeiten. Die röntgenographische Untersuchung erweist sich in solchen Fällen als das gegebene Verfahren. Bei Auszeichnung einer bestimmten Richtung in der Probe kann sie in besonders klarer Weise durch senkrechte Durchstrahlung eines in der „Faserrichtung" herauspräparierten Stäbchens mit monochromatischem Licht erfolgen. Bei gewöhnlicher Fasertextur ergibt sich die kristallographische Natur der Faserachse mit Hilfe der Polanyi-Weissenbergschen Schlichtlinienbeziehung unmittelbar aus dem Schichtlinienabstand des erhaltenen Diagrammes[11]). (Eine weitere Nachprüfung ergibt sodann die Verteilung der Interferenzen auf Äquator und Schichtlinien.) Auch Spiral- und Ringfasertextur lassen sich aus dem Diagramm ableiten[12]).

Abb. 3a und b. Gußgefüge zweiphasiger Systeme

Abb. 3a. Al-Si-Eutektikum 2 × vergr.

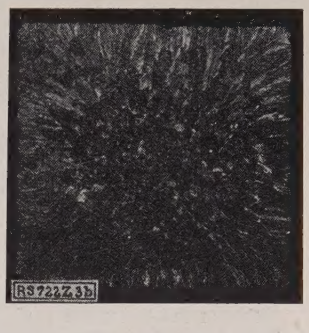

Abb. 3b. Cd-Zn-Eutektikum

5. Röntgenographische Texturbestimmung

In der vorliegenden Arbeit wurde fast ausschließlich das röntgenographische Verfahren zur Ermittlung der Gußtexturen herangezogen. Über die Verwendbarkeit optischer Verfahren geben einige Versuche an Gußproben von Gold Anhaltspunkte.

Abb. 5. Warmbruch eines Cd-Gußstückes. Cd-Spaltung nach der Basis in einem Korn 7 × vergr.

---

[3]) Vergl. J. Czochralski. Z. Metallk. Bd. 18 (1926) S. 1; W. Wunder, Z. Metallk. Bd. 19 (1927) S. 275; F. Leitner, Werkstoffausschußber. des V. d. Eisenhüttenleute (1925) Nr. 57

[4]) J. Czochralski (und E. Schmid), Z. f. Metallk. a. a. O.; G. Tammann und A. Müller, Z. f. Metallk. Bd. 18 (1926) S. 69; ferner G. Tammann u. A. Heinzel bzw. G. Tammann u. H. H. Meyer in Z. Metallk. Bd. 19 (1927) S. 338 bzw. Bd. 18 (1926) S. 176, 339

[5]) E. Schmid (und G. Wassermann), Z. f. Metallk. Bd. 20 (1928) S. 370

[6]) Auf diese Weise haben z. B. G. Tammann und A. Müller (a. a. O.) die Gußtextur des Kupfers bestimmt

[7]) J. Czochralski, Proc. Int. Congr. Appl. Mech. Delft (1924) S. 67; Z. f. anorg. Chem. Bd. 144 (1925) S. 131

[8]) P. W. Bridgman, a. a. O.

[9]) Vergl. Z. f. Metallk. Bd. 18 (1926) S. 90

[10]) G. Tammann und A. Müller, a. a. O.

[11]) M. Polanyi und K. Weissenberg, Z. f. Phys. Bd. 9 (1922) S. 123, Bd. 10 (1922) S. 44

[12]) K. Weissenberg, Z. f. Phys. Bd. 8, (1921) S. 20

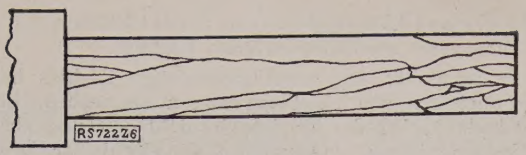

Abb. 6. Probestäbchen für röntgenographische Texturbestimmung (Bi)

III. Durchführung der Versuche zur Emittlung der Gußtextur

1. Herstellung der Gußproben. Die Gußproben wurden durch Gießen der Metallschmelzen in eiserne Kokillen hergestellt. Die Abmessungen der Proben betrugen rd. 2×2×10 cm. Zur Erzielung eines für die weiteren Untersuchungen geeigneten Gefüges (Zonen feinstrahliger Kristalle) mußten ganz bestimmte Gießbedingungen (Temperatur der Schmelze und der Kokille) eingehalten werden, die von Metall zu Metall verschieden sind und jeweils durch eine Reihe von Vorversuchen ermittelt werden mußten. Von einigen Metallen wurden uns auch von der Industrie in liebenswürdiger Weise geeignete Gußproben zur Verfügung gestellt: Gold und eine Silberprobe von der Deutschen Gold- und Silberscheideanstalt in Pforzheim, Magnesium von der I. G. Farbenindustrie A.-G. in Bitterfeld und die untersuchte Silizium-Eisenlegierung von der Versuchsanstalt der Fried. Krupp-Werke A.-G. in Essen[13]).

Die schließlich zur Texturbestimmung benutzten Gefügeausbildungen sind durch einige in den Abb. 2 und 3 dargestellte Beispiele gekennzeichnet. Die Dicke der Kristalle schwankt zwischen 0,1 und 1 mm. In den meisten Fällen konnte das Gußgefüge ferner im Warmbruch auch als Bruchgefüge entwickelt werden — Korngrenzenbruch — (Abb. 4)[14]).

2. Ermittlung der Textur. Zur röntgenographischen Ermittlung der Gußtextur wurden aus den Gußproben geeignete Stäbchen entnommen, die mit monochromatischer Strahlung senkrecht durchleuchtet wurden. Die Stäbchenentnahme erfolgte entweder durch Heraussägen aus Teilen des Gußstückes, die sich durch besonders gut ausgeprägte Parallelität der strahligen Kristalle auszeichneten, oder durch Auslösen geeigneter Kristallfasern aus dem Warmbruch. Im ersten Fall wurden die Stäbchen auf etwa 1 mm Dmr. abgedreht und sodann weitgehend geätzt, um alle Spuren der mechanischen Bearbeitung zu entfernen. In starker Vergrößerung zeigt Abb. 6 ein so erhaltenes Stäbchen, das im Querschnitt etwa 6 bis 10 Kristalle enthält.

Liegt in allen Körnern dieselbe kristallographische Richtung parallel der Längsrichtung des Stäbchens (einfache Fasertextur), so erhält man bei senkrechter Durchstrahlung mit einfarbigem Röntgenlicht (wir verwendeten Cu- und Fe-Strahlung) Anordnung der Interferenzen auf Schichtlinien. Aus dem Abstand ($2e_n$) zweier einander entsprechender Schichtlinien wurde die Identitätsperiode (J) in der Faserachse mit Hilfe der Polanyi-Weissenbergschen Schichtlinienbeziehung $J = \frac{2e_n}{\sin \alpha_n}$ bestimmt, worin α_n durch die Gleichung $\tan \alpha_n = \frac{2e_n}{2r}$ gegeben ist ($2r$ = Durchmesser des zylindrischen Films, λ = Wellenlänge des verwendeten Röntgenlichtes, n = Ordnung der Schichtlinie)[15]). Vergleich des so erhaltenen Wertes für J mit den bekannten Abmessungen des Elementarkörpers lieferte sodann die kristallographische Natur der Faserachse (Gußtextur).

Im Falle einer Weissenbergschen Ringfasertextur ist die Faserachse nicht mehr an eine einzige mit der Längsrichtung der strahligen Kristalle zusammenfallende Lage gebunden, sondern sie bedeckt die ganze auf der Längsrichtung senkrecht stehende Ebene. Das bei senkrechter Durchstrahlung des Stäbchens entstehende Diagramm ist bei Vorhandensein einer solchen Textur dadurch ausgezeichnet, daß lediglich die senkrecht zur Faserachse stehende Ebene ausschließlich auf den Äquator reflektiert. Die Debye-Scherrer-Kreise der übrigen Ebenen sind völlig oder entlang großer Teile gleichmäßig geschwärzt.

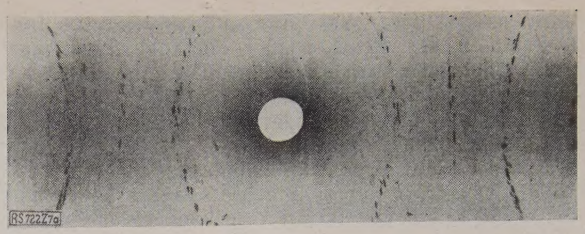

Abb. 7 a. Gußtexturdiagramme raumzentrierter Metalle: α (δ)-Fe-Si

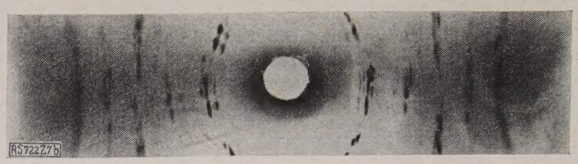

Abb. 7 b. Gußtexturdiagramme raumzentrierter Metalle: β-Messing

Abb. 8. Nachzeichnung der Überlagerung von 7 Fe-Si-Gußtexturdiagrammen

IV. Ergebnisse

Im Nachfolgenden werden die auf die oben beschriebene Weise erhaltenen Texturdiagramme und die Ergebnisse ihrer Auswertung mitgeteilt. Es werden zunächst die einphasigen Systeme, reine Metalle und Mischkristalle, und sodann die untersuchten Eutektika besprochen.

1. Einphasige Systeme

a) Kubisch raumzentrierte Metalle

An raumzentrierten Metallen α (δ)-Fe-Si-Mischkristall mit 4,3% Si[16]) und β-Messing erhaltene Gußtexturdiagramme sind in Abb. 7 wiedergegeben. Die Ausbildung von Schichtlinien ist im Falle des β-Messings gut erkennbar. Das Diagramm lehrt, daß es sich hier um eine einfache Fasertextur mit der [100]-Richtung parallel zur Längsrichtung der Stäbchen handelt. Im Falle des Fe-Si-Mischkristalles liegen die Verhältnisse jedoch nicht so klar. Wohl zeigt sich auch hier auf dem Würfelflächenkreis ein deutliches Maximum am Äquator; die übrigen Kreise sind jedoch annähernd gleichmäßig geschwärzt. Auch in der Abb. 8, die eine Nachzeichnung der Überlagerung von an 7 verschiedenen Stäbchen erhaltenen Diagrammen darstellt, bleibt dieser Tatbestand erhalten. Aus den

[13]) Wir möchten auch an dieser Stelle den genannten Werken und insbesondere auch den Herren Dr. L. Nowack, Obering. G. Schreiber und Dr. H. Schottky unseren verbindlichsten Dank aussprechen.

[14]) Bi zeigt auch knapp unterhalb des Schmelzpunktes noch Spaltung in den Körnern.

Bei einer ganz grobkristallinen Probe von Cd beobachteten wir (Abb. 5) beim Bruch knapp unterhalb des Schmelzpunktes in zwei Körnern das Auftreten einer Spaltung entlang der Basis. Wir heben dies aus dem Grunde hervor, weil es bisher nicht gelungen ist, beim Cd Spaltung nach einer Kristallfläche zu erzielen. Auch Versuche bei 20 ° abs. Temperatur hatten bisher keine kristallographische Spaltung nachweisen können

[15]) Glocker: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen

[16]) Diese Zusammensetzung wurde gewählt, um unter Vermeidung nachträglicher Umwandlungen im festen Zustand die Gußtextur der δ-Phase untersuchen zu können. Die δ-γ-Umwandlung ist im System Fe-Si für Si-Gehalte größer als 2,5 % unterdrückt. P. Oberhoffer u. C. Kreutzer, Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 2 (1928/29) S. 449

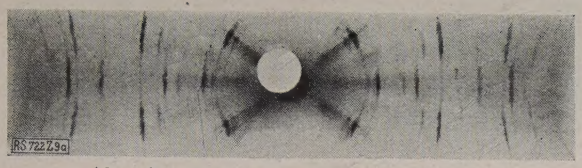

Abb. 9 a. Gußtexturdiagramm von Al

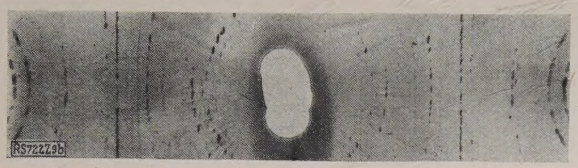

Abb. 9 b. Gußtexturdiagramm von Cu

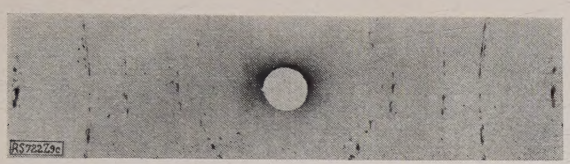

Abb. 9 c. Gußtexturdiagramm von Ag

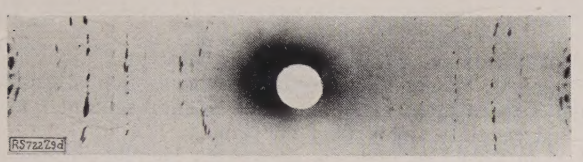

Abb. 9 d. Gußtexturdiagramm von Au

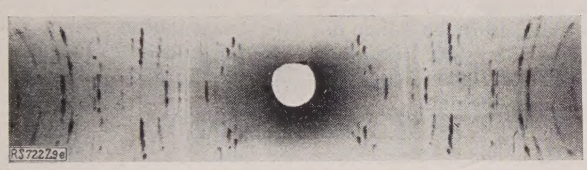

Abb. 9 e. Gußtexturdiagramm von Pb

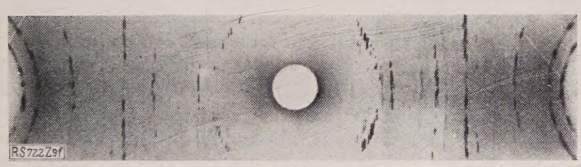

Abb. 9 f. Gußtexturdiagramm von α-Ms

Abb. 9 a bis 9 f. Gußtexturdiagramme flächenzentrierter Metalle

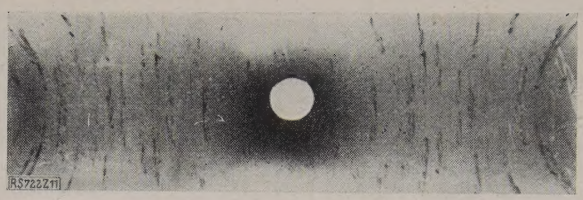

Abb. 11. Gußtexturdiagramm von β-Sn

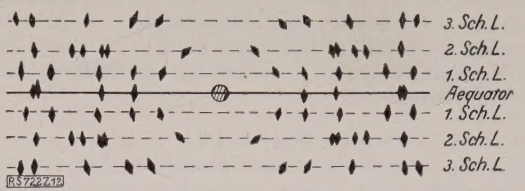

Abb. 12. Berechnetes Drehkristalldiagramm für einen um [110]-gedrehten Sn-Kristall

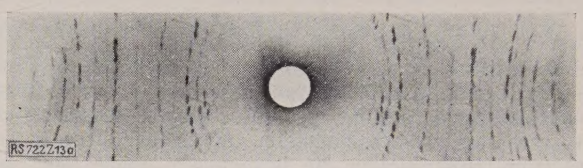

Abb. 13 a. Gußtexturdiagramm von Zn

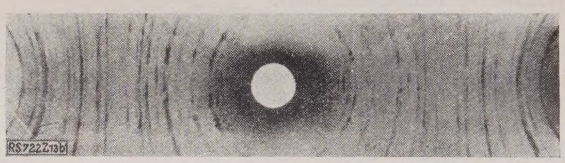

Abb. 13 b. Gußtexturdiagramm von Cd

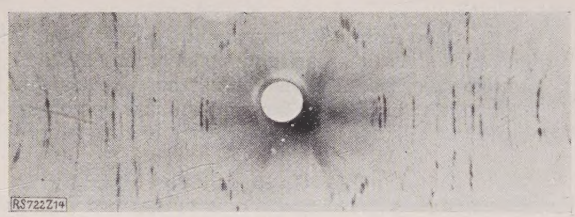

Abb. 14. Gußtexturdiagramm von Mg

Diagrammen kann daher nur der Schluß gezogen werden, daß sich beim Fe-Si-Mischkristall (mit großer Streuung) eine in einer Würfelfläche liegende Richtung parallel der Längsrichtung der strahligen Kristalle einstellt[17]). Ein Diagramm mit paralleler Lage des Filmzylinders zum Einfallstrahl zeigte, daß auf der [001]-Geraden kein zweites Maximum auftritt. Da bei der Flächendiagonale als Faserachse auch auf der zweiten Schichtlinie ein Würfelflächenreflex liegen müßte, kommt dieser Richtung somit geringe Wahrscheinlichkeit zu. Es scheint demnach, daß man auch die Gußtextur des Fe-Si-Mischkristalls zunächst als Fasertextur der [100]-Richtung parallel der Längsrichtung der Kristalle anzusehen hat, wobei allerdings die Streuung in der Einstellung eine sehr erhebliche (bis 45°) ist.

b) Kubisch flächenzentrierte Metalle

Abb. 9 zeigt die an den untersuchten flächenzentrierten Metallen erhaltenen Diagramme. Man erkennt die weitgehende Analogie des Verhaltens in allen Fällen. Es handelt sich hier um eine einfache Fasertextur, bei der die Würfelkante parallel der Längsrichtung der Körner liegt[18]).

[17]) Eine Ringfasertextur mit einer [001]-Richtung senkrecht zur Längsrichtung würde auch gleichmäßige Schwärzung des [001]-Kreises bedingen

[18]) Im Falle des Goldes haben wir zunächst wegen der Grobkörnigkeit der Probe versucht, die Ermittlung der Textur auf nicht röntgenographischem Weg mit Hilfe der Tammannschen Schimmermethode und des Bridgmanschen Verfahrens der Orientierungsbestimmung durchzuführen. Hierzu wurde im Gußstück senkrecht zur Längsrichtung der Randkristalle eine Ebene angeschliffen und mit Königswasser geätzt. Als Richtungen maximaler Reflexionsfähigkeit haben sich die Raumdiagonalen ergeben. Die mit Hilfe der Bridgman-Kugel erhaltenen Orientierungen des Lotes auf die Schlifffläche in den einzelnen Körnern (Längsrichtung der Kristalle) sind in Abb. 10 dargestellt. Man erkennt, daß in der untersuchten Probe keinerlei geregelte Textur vorlag. Versuche mit Hilfe der Tammannschen Schimmermethode ergaben bei nahezu allen Körnern (47 von 60 untersuchten) Zweizähligkeit. Die röntgenographische Ermittlung der Gußtexturen wurde sodann an erheblich feinstrahligerem Gefüge durchgeführt

Abb. 10. Orientierung der Längsachsen der Randkristalle in einer grobstrahligen Goldgußprobe

c) Tetragonale Metalle

Das einzige untersuchte Metall ist (weißes) Zinn. Abb. 11 zeigt ein damit erhaltenes Diagramm. Die Anordnung der Interferenzen auf (sehr nahe aneinander liegenden) Schichtlinien ist gut erkennbar. Die gemessenen Schichtlinienabstände betragen 1,2, 2,3 und 3,75 cm. Diese Werte stehen mit den für eine Faserachse parallel der Basisflächendiagonale [110] berechneten von 1,09, 2,30 und 3,85 cm in guter Übereinstimmung[19]). Von 9 weiteren Diagrammen ließen 5 ebenfalls dieselben Schichtlinien erkennen, während die übrigen 4 Regellosigkeit in der Orientierung der Körner zeigten. Auch die Anordnung der Interferenzen auf Äquator und Schichtlinien (in Abb. 12 ist ein berechnetes Drehkristalldiagramm mit [110] als Faserachse dargestellt) bestätigt erneut die Richtigkeit der angegebenen Textur.

d) Hexagonale Metalle

Von den drei untersuchten Metallen haben zwei, Zink und Kadmium, ein sehr ähnliches Achsenverhältnis $\frac{c}{a}$ = 1,86 beim Zn und = 1,89 beim Cd), das dritte, Magnesium, weist dagegen einen davon erheblich abweichenden Wert ($\frac{c}{a}$ = 1,62) auf. In Bestätigung früherer Versuche am Zink zeigt Abb. 13 die bereits bekannte Ringfasertextur mit der hexagonalen Achse senkrecht zur Längsrichtung der Stäbchen. Völlig übereinstimmend mit Zink verhält sich auch Kadmium. Auch hier liegt in den strahligen Gußkristallen die hexagonale Achse quer zur Längsrichtung. (Basisreflexion nur auf dem Äquator, die Debye-Scherrer-Kreise der übrigen Ebenen ohne ausgeprägte Intensitätsmaxima).

Ein typisch verschiedenes Verhalten zeigt das Magnesium (Abb. 14). Hier erhält man ein deutliches Schichtliniendiagramm, dessen Auswertung zeigt, daß eine digonale Achse I. Art parallel der Längsrichtung der Stäbchen liegt. Während also bei Zink und Kadmium die Textur dadurch gegeben ist, daß die Längsrichtung der Strahlkristalle in der Basis beliebig liegt, ist beim Magnesium auch noch innerhalb der Basis eine Auswahl getroffen.

e) Rhomboedrische Metalle

Für das untersuchte Wismut stellt Abb. 15 ein Gußtexturdiagramm dar. Die Ausbildung der Schichtlinien erfolgt hier besonders scharf. Die stark hervortretenden Interferenzen gehören, wie sich sowohl aus den Schichtlinienabständen als auch aus der Verteilung ergibt, einer einfachen Fasertextur mit der [111-] Richtung als Faserachse an[20]). Zwei weitere Diagramme ließen allerdings diese Textur nicht erkennen; die Körner schienen weitgehend regellos angeordnet zu sein.

Zahlentafel 1. Gußtextur von Metallen

Metall	Gitterart	Parallel zur Längsrichtung der Kristalle liegt	Dichtest belegte Gitterkanten
α(δ)-Fe-Si β-Messing	Kubisch, raumzentriert	[100] [100]	1. [111] 2. [100]
Al Cu Ag Au Pb α-Messing	Kubisch, flächenzentriert	[100]	1. [110] 2. [100]
β-Sn	tetragonal	[110]	1. [001] 4. [101] 2. [111] 5. [110] 3. [100]
Mg Zn Cd	hexagonal, dicht. Kugelpackung	[10$\bar{1}$0] [0001] senkrecht	1. [10$\bar{1}$0] 1. [10$\bar{1}$0]
Bi	rhomboedr.	[111]	1. [101]

[19]) Elementarkörper des Sn nach H. Mark und M. Polanyi. (Z. f. Phys. Bd. 18 (1923) S. 75); $J_{[110]}$ = 8,25 Å. In der Millerschen Aufstellung entspricht diese Richtung der Basiskante

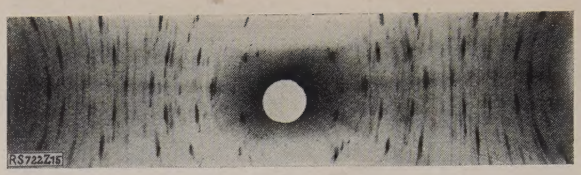

Abb. 15. Gußtexturdiagramm von Bi

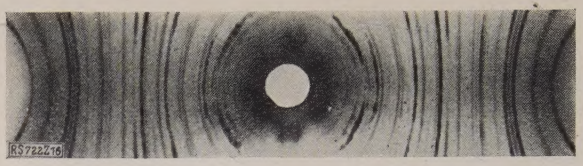

Abb. 16. Gußtexturdiagramm des Al-Si-Eutektikums

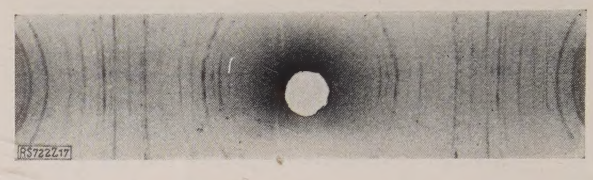

Abb. 17. Gußtexturdiagramm des Cd-Zn-Eutektikums

Eine Übersicht über die an unären Metallen beobachteten Gußtexturen ist in Zahlentafel 1 gegeben. Aus ihr tritt deutlich hervor, daß es stets einfache, dicht belegte Kristallrichtungen sind, die als Faserachsen beim Gußgefüge auftreten. Lediglich das Zink und Kadmium lassen die in der Basisfläche liegenden Richtungen als gleichwertig erscheinen.

2. Binäre Eutektika

Nach der Untersuchung der Gußtextur der reinen Metalle erschien vor allem ihre Bestimmung an binären eutektischen Legierungen von Bedeutung. Es entsteht ja sofort die Frage, ob die an den isolierten Komponenten beobachteten Texturen auch bei der eutektischen Kristallisation erhalten bleiben. Die hierzu von uns untersuchten Legierungen sind das Al-Si- (13% Si) und das Cd-Zn- (17% Zn) Eutektikum. In Abb. 16 ist das Texturdiagramm wiedergegeben, wie es mit einer Probe des Al-Si-Eutektikums erhalten worden ist. Man erkennt deutlich die Gußtextur des Aluminiums (Faserachse = [100]); auf den Siliziumkreisen sind dagegen keinerlei Interferenzmaxima vorhanden. Es liegt hier somit der Fall vor, daß nur die eine Komponente im Eutektikum in spezifischer Gußtextur auftritt. Im Falle des Zn-Cd-Eutektikums (Abb. 17) beobachtet man an beiden Bestandteilen die ihnen eigene Gußtextur: Ringfaser mit der hexagonalen Achse quer zur Längsrichtung der Stahlkristalle.

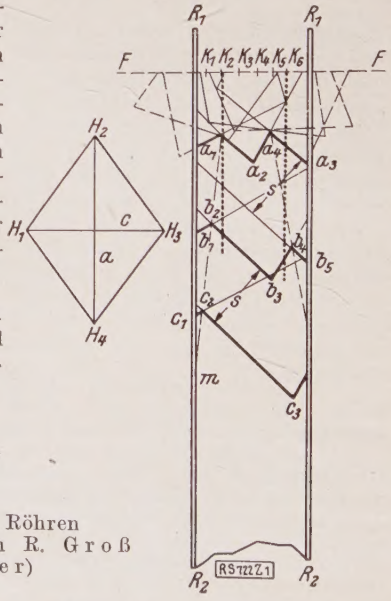

Abb. 18
Kristallwachstum in Röhren
(Wachstumsauslese nach R. Groß und H. Möller)

[20]) Für Gitterbestimmung vergl. O. Hassel und H. Mark, Z. f. Phys. Bd. 23 (1924) S. 269

V. Zur Entstehung der Gußtextur

Die Ausbildung des Gußgefüges von Metallen erfolgt im allgemeinen derart, daß die Längsrichtung der strahligen Kristalle senkrecht auf der Abkühlungsfläche (Kokillenwand) steht. Wie v. Göler und G. Sachs[21]) gezeigt haben, trifft dies auch für verhältnismäßig komplizierte Kokillenform zu. Als maßgeblich hierfür sieht F. Rinne[22]) die Richtung des Wärmeflusses an, die ja gleichfalls im allgemeinen senkrecht zur Abkühlungsfläche steht. „Thermotaxie". Demgegenüber weisen aber A. Schubnikow und G. Lämmlein[23]) darauf hin, daß diese Richtkraft des Wärmestromes bei gut unterkühlbaren Schmelzen organischer Verbindungen, Salol usw., sicher nicht vorhanden ist. Durch geeignete experimentelle Anordnungen konnte der Wärmefluß parallel zu der ersten Keimschicht gelegt werden, ohne die strahlige Struktur der in die Schmelze gewachsenen Randkristalle im geringsten zu beeinflussen.

Ein geometrisch-kristallographisches Auswahlprinzip, das die strahlige Form der Randkristalle und das Bestehen einer geordneten Textur verständlich macht, kann auf Grund von Anisotropie der Wachstumsgeschwindigkeit der Kristalle gewonnen werden. Es sind dies Vorstellungen, die anknüpfen an die von M. Volmer[24]) für die Kristallisation aus der Gasphase entwickelten. Sie sind vor allem von R. Groß und H. Möller[25]) für das Wachstum von Kristallen in Röhren erörtert worden. Wie die geometrische Konstruktion in Abb. 18 zeigt, bleibt von den zahlreichen von der Oberfläche einer Schmelze aus in ein Rohr gewachsenen Kristallen bald nur ein einziger übrig, der nun das ganze Rohr erfüllt; eben jener Kristall, für den die Richtung der größten Wachstumsgeschwindigkeit den kleinsten Winkel mit der Röhrenachse einschließt. Die mit der Längsrichtung der Kristalle zusammenfallende Faserachse hätte man dieser sehr plausiblen Auffassung gemäß als die Richtung größter Kristallisationsgeschwindigkeit im Kristall anzusehen. Als solche würden sich somit auf Grund der vorliegenden Bestimmungen der Gußtextur für die einzelnen Metalle die in Zahlentafel 1 aufgeführten Richtungen ergeben.

Eine gewisse Bestätigung erfährt diese Auffassung durch Versuche über die Herstellung von Einkristallen. Es hat sich dort ergeben, daß in der Tat die Wachstumsgeschwindigkeit von Zn- und Cd-Kristallen senkrecht zur hexagonalen Achse ein Maximum zu sein scheint[26]).

VI. Zusammenfassung

Auf röntgenographischem Weg wird die Gußtextur einer Reihe von Metallen bestimmt. Es ergibt sich, daß die Textur in vielen Fällen als Fasertextur mit einer einfachen kristallographischen Richtung parallel der Längsrichtung der strahligen Kristalle beschrieben werden kann. Lediglich bei den hexagonalen Metallen Zink und Kadmium ist für die Längsrichtung der Kristalle nur eine Ebene, die Basis, vorgeschrieben. Die Textur ist hier demnach eine Ringfasertextur.

Die Untersuchung der binären Eutektika Al-Si und Cd-Zn ergab, daß im ersten Falle nur das Aluminium in der charakteristischen Gußtextur auftritt, daß Silizium dagegen regellos orientiert ist. Im zweiten Falle zeigt sich eine Überlagerung der Gußtextur der beiden Komponenten.

Die Entstehung der geordneten Gußtextur wird insbesondere auf Grund der Anisotropie der Wachstumsgeschwindigkeit besprochen.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft sind wir für die Unterstützung unserer Arbeit zu großem Dank verpflichtet. [RS 722]

(Mitteilung aus dem Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung)

---

[21]) v. Göler und G. Sachs, Z. VDI. Bd. 71 (1927) S. 1353

[22]) F. Rinne, Z. f. Metallk. Bd. 19 (1927) S. 162; Z. f. Krist. Bd. 64 (1926) S. 71

[23]) A. Schubnikow und G. Lämmlein, Z. f. Krist. Bd. 65 (1927) S. 297

[24]) M. Volmer und I. Estermann, Z. f. Phys. Bd. 7 (1921) S. 13; M. Volmer, Z. f. Phys. Bd. 5 (1921) S. 31, Bd. 9 (1922) S. 193

[25]) R. Groß und H. Möller, Z. f. Phys. Bd. 7 (1923) S. 375

[26]) W. Boas und E. Schmid, Z. f. Phys. Bd. 54 (1929) S. 16; vergl. indessen auch A. G. Hoyem und E. P. T. Tyndall, Phys. Rev., Bd. 33 (1929) S. 81

Lebenslauf

Am 28. Oktober 1905 wurde ich, Foster Cary Nix, als Sohn des Arztes George Cary Nix zu Sanford Alabama (U. S. A.) geboren. Ich studierte seit 1920 zunächst 8 Semester Physik und Chemie an der Universität zu Alabama und habe daselbst am 18. Mai 1924 den B. of Sc. erworben. Ich habe dann weiter die Universität zu Missouri besucht und dort am 12. Juni 1925 zum M. of Sc. promoviert. Nachdem ich noch 2 Semester auf der Universität Columbia in New York, N. Y., studiert habe, bin ich seit dem Winter-Semester 1927/28 an der Universität zu Berlin immatrikuliert. Meine akademischen Lehrer an der Universität zu Berlin waren die Herren Professoren: Bodenstein, Freundlich, Henning, Just, Koehler, Paschen, Spranger, Weissenberg.

VDI-Verlag G. m. b. H., Berlin NW 7 — Druck von H. S. Hermann G. m. b. H., Berlin SW 19